

РОЛЬ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СПЛАВОВ¹

Диффузия элементов, входящих в состав компонентов шихты, играет основную роль при формировании в процессе спекания структуры спеченных материалов, полученных из механической смеси порошков. Степень гомогенизации при спекании таких материалов в значительной мере определяется дисперсностью легирующих добавок.

В работе изучался процесс легирования железа порошками никеля и высокохромистого сплава Х30 различной степени дисперсности.

В качестве исходных материалов были использованы порошки особо чистого железа марки В-3, высокохромистой стали ПХ30 с размерами частиц 63-56 мк и 2-4,5 мк и электролитического никеля марки ПЭН-1 с размерами частиц 56-40 мк и 2,5-6 мк. Размеры частиц определялись по методу С.А.Салтыкова /1/. Металлографический анализ крупных частиц показал, что порошок Х30 имел разветвленную форму частиц, а никеля - округлую. С помощью электронномикроскопического исследования мелких частиц установлено, что у обоих порошков они имели округлую форму. Легирующие добавки вводились в шихту в количестве 10%. Смешивание порошков производилось в течение 6 часов. Образцы изготавливали по технологии двухкратного прессования и спекания. Плотность образцов, измеренная методом гидростатического взвешивания, после первого прессования, спекания и допрессовки ($P_1 = 2 \text{ т/см}^2$, $t = 750^\circ\text{C}$,

$\tau = 1 \text{ час}$ в аргоне, $P_2 = 10 \text{ т/см}^2$) составляла для железохромового сплава с добавками крупных частиц 89%, мелких - 90% и железоникелевого сплава соответственно 82 и 87%. Второе спекание проводилось в водороде при температурах 1000-1300°C с интервалом 100°C в течение 3 часов и при 1300°C в течение 1,5-6 часов с интервалом 1,5 часа. Влияние температуры спекания на плотность представлено на рис.1.

¹Работа выполнена под руководством проф. Д.Н.Худокормова.

Изучение процессов структурообразования в железохромовых и железоникелевых сплавах проводилось с помощью металлографического анализа и измерения микротвердости.

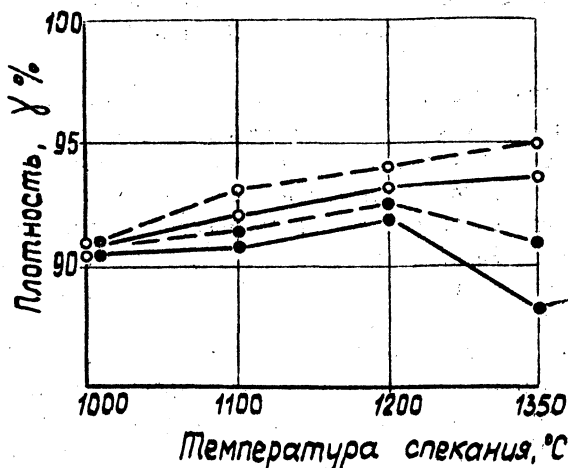


Рис. I. Зависимость плотности железоникелевых и железохромистых сплавов от температуры спекания ($t = 3$ часа): \circ — с добавками мелкого никеля, \circ — с добавками крупного никеля, \circ — с добавками мелкого порошка X30, \circ — с добавками крупного порошка X30

Исследования показали, что при температуре 1000°C для сплавов характерно наличие пятнистой неоднородной структуры с четко очерченными частицами никеля и феррохрома марки X30. Микротвердость ферритной основы составляет $90-100 \text{ кг/мм}^2$, частиц никеля — $150-160 \text{ кг/мм}^2$ и частиц X30 — 130 кг/мм^2 . В процессе спекания при 1100°C мелкие частицы X30 растворяются в железе с образованием узкой оторочки твердого раствора вокруг них. Микроструктура железоникелевых сплавов и железохромового с добавками крупных частиц не изменяется.

Растворение крупных частиц X30 и никеля с образованием зоны твердого раствора вокруг них и небольшого количества диффузионных пор начинается при 1200°C . Микротвердость, незначительно снижаясь от центра частиц по направлению к периферийным слоям, в диффузионной зоне составляет для крупных частиц X30

125 кг/мм², крупных частиц никеля - 140-150 кг/мм² и мелких никелевых частиц - 140 кг/мм². Высокодисперсные частицы растворяются в железе более интенсивно. Диффузионные поры, образующиеся по границам мелких частиц X30, укрупняются, микротвердость частиц снижается до 115 кг/мм².

Повышение температуры спекания до 1300°C ($t = 3$ часа) способствует более интенсивному протеканию диффузии хрома и никеля. Растворение крупных частиц X30 сопровождается снижением их микротвердости до 115 кг/мм², укрупнением диффузионных пор и образованием сплошных пористых прослоек в местах расположения бывших частиц X30. При растворении высокохромистых частиц в железе имеют место эффекты Френкеля и Киркендалла /2,3/. Вследствие высокой растворимости хрома в γ - железе из частиц X30 в γ - железо идет более мощный поток атомов хрома, чем поток атомов железа из γ - твердого раствора в обратном направлении. Частицы перенасыщаются вакансиями, что приводит к образованию диффузионной пористости и снижению плотности сплава (рис.1). Высокодисперсные добавки полностью растворяются в γ - железе при указанном режиме спекания. Образующиеся при этом мелкие диффузионные поры располагаются в виде тонких разорванных цепочек со стороны частиц. Микротвердость железной основы становится равной микротвердости бывших частиц X30 (рис.2).

Процесс растворения никелевых частиц сопровождается появлением небольшого количества пор со стороны железа вследствие неравенства парциальных коэффициентов диффузии компонентов сплава в системе железо-никель /2,3/. Отсутствуют ярко выраженные границы диффузионных зон, микротвердость уменьшается от центра частиц к периферии. В зоне пор микротвердость понижается до 100 кг/мм². Введение высокодисперсных частиц способствует более полному растворению никеля в γ - железе. Зоны диффузии резко увеличиваются в размере, микротвердость их уменьшается со 145 в центре до 130 кг/мм² в удаленных областях зоны. Твердость железной основы в результате растворения никеля возрастает до 110-120 кг/мм².

С увеличением времени выдержки до 4,5 часов ($t = 1300^\circ\text{C}$) сплав с добавками крупных частиц X30 приобретает строение леги-

рованного хромом железа с микротвердостью 120 кг/мм^2 и участвами диффузионных пор различной формы и размеров. В зоне пор микротвердость составляет $80\text{--}90 \text{ кг/мм}^2$. Легирование железа высокодисперсными частицами X30 приведет к выравниванию состава и уменьшению пористости.

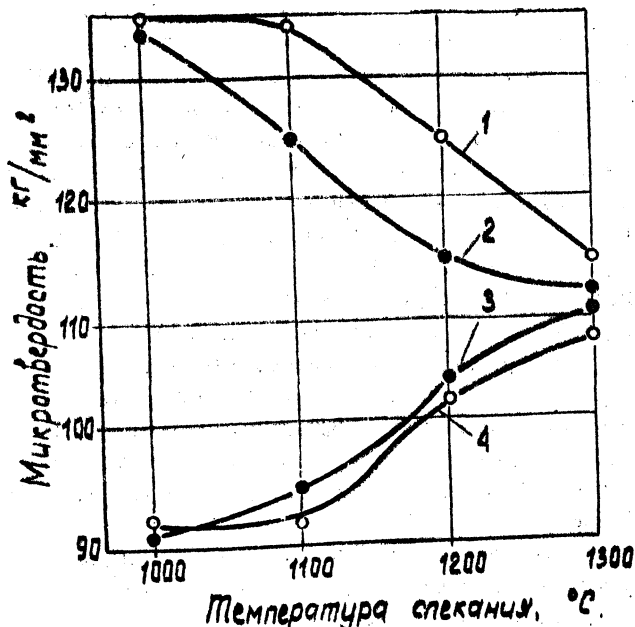


Рис. 2. Измерение микротвердости структурных составляющих железохромовых сплавов от температуры спекания ($t = 3$ часа): 1 — крупные частицы X30; 2 — мелкие частицы X30; 3 — железная основа с до-бавками мелких частиц; 4 — железная основа с до-бавками крупных частиц

Высокодисперсные частицы никеля полностью растворяются в δ -железе с образованием при спекании в течение 6 часов твердого раствора, имеющего микротвердость $115\text{--}120 \text{ кг/мм}^2$. При этом количество и размер пор уменьшаются. Для установления степени гомогенности полученной структуры была построена гистограмма распределения микротвердости (рис. 3). Обработка данных

по большому количеству измерений (300) позволила рассчитать относительные доли сплава с определенным значением микротвердости. Как видно из рис.3, структура недостаточно однородна. Дальнейшее увеличение времени выдержки, вероятно, приведет к полной гомогенизации сплава.

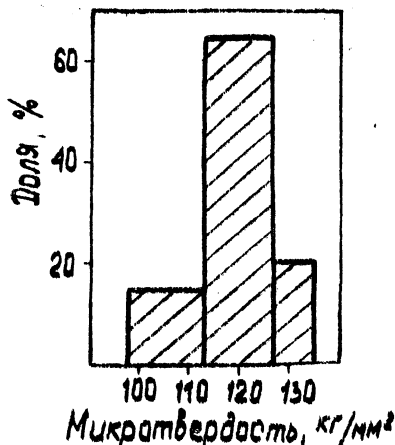


Рис.3. Гистограмма распределения микротвердости железоникелевого сплава с добавками мелких частиц никеля после спекания при температуре 1300°C в течение 6 часов

Крупные частицы никеля растворяются в железе не полностью. Микроструктура сплава представляет гетерогенную систему с железной основой и участками с повышенной концентрацией никеля. Микротвердость основы составляла 110-115 кг/мм², участков, обогащенных никелем, - 130-135 кг/мм².

Таким образом, растворение крупных высокохромистых частиц сопровождается образованием густой сетки диффузионной пористости в местах их бывшего расположения. Легирование железа крупными частицами никеля при высокотемпературном спекании в течение весьма длительного времени не приводит к полному растворению их в железе.

Введение высокодисперсных добавок X30 и никеля способствует более интенсивному их растворению в железе и получению однородной структуры.

Л и т е р а т у р а

1. С а л т ы к о в С. А. Введение в стереометрическую металлографию. Изд. АН АССР, Ереван, 1950.
2. Г е г у з и н Я. Е. Физика спекания, "Наука".
3. К р и ш т а л М. А. Механизм диффузии в железных сплавах, М., "Металлургия", 1972.